

含钪 Al-Zn-Mg 合金的热变形行为和显微组织

Hot Deformation Behavior and Microstructure of Al-Zn-Mg Alloy Containing Sc During Hot Compression at Elevated Temperature

李 波¹, 潘清林^{1,2}, 张志野¹, 李 晨¹, 尹志民¹

(1 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

LI Bo¹, PAN Qing-lin^{1,2}, ZHANG Zhi-ye¹, LI Chen¹, YIN Zhi-min¹

(1 School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2 The Key Laboratory of Nonferrous Materials Science and Engineering (Ministry of Education), Central South University, Changsha 410083, China)

摘要: 采用 Gleeble-1500 热模拟试验机对含钪 Al-Zn-Mg 合金进行热压缩实验, 研究了合金在不同热压缩条件下的热变形行为和显微组织。结果表明: 合金的流变应力随应变速率的增大而增大, 随变形温度的升高而减小。该合金热压缩变形的流变应力行为可用 Zener-Hollomon 参数来描述, 其热变形激活能为 150.25 kJ/mol。在变形温度为 380℃, 应变速率为 1 s⁻¹ 条件下, 合金组织中存在大量的位错墙, 表明发生了动态回复现象。随着变形温度的升高, 当温度为 500℃ 时, 合金中出现了再结晶晶粒, 说明主要软化机制逐步由动态回复转变为动态再结晶。

关键词: 含钪 Al-Zn-Mg 合金; 热压缩变形; 流变应力; 显微组织

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.11.002

中图分类号: TG146.2⁺¹ **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)11-0006-06

Abstract: The hot compression test of Al-Zn-Mg alloy containing Sc was performed on Gleeble-1500 thermal simulation machine. The hot deformation behavior and microstructural evolution of the alloy were investigated under different deformation conditions. The hot deformation temperature and the strain rate during hot compression tests were 340–500℃, 0.001–10 s⁻¹, respectively. The results show that the flow stress of the alloy increase with the increasing the strain rate, but decrease with the increasing of the deforming temperature. The flow stress of the alloy during hot compression deformation can be described by a Zener-Hollomon parameter. The hot deformation activation energy is 150.25 kJ/mol. When the deformation temperature is 380℃ and the strain rates is 1 s⁻¹, the dislocation walls formed and the main soften mechanism is dynamic recovery. When the deformation temperature is 500℃, the recrystallization grains are observed, indicating that the main soften mechanism of the alloy transform from dynamic recovery to dynamic recrystallization.

Key words: Al-Zn-Mg alloy containing Sc; hot compression deformation; flow stress; microstructure

Al-Zn-Mg 系合金属于热处理可强化铝合金, 具有适中的强度、优良的焊接性能、较好的耐腐蚀性能和良好的加工性能等优点, 被广泛应用于交通运输、建筑、航空航天、军事装备等领域。在 Al-Zn-Mg 系合金中加入适量元素 Sc 和 Zr, 可析出与铝基体完全共格的 Al₃(Sc, Zr) 质点, 能够明显细化合金组织, 改变主要强化相的尺寸形状和分布, 减小晶界无沉淀析出带宽度, 明显提高合金的强度、塑性和热稳定性^[1–3]。

Kim^[4] 研究发现, 在 Al-Zn-Mg 合金中添加 0.3% 的 Sc 可以明显细化晶粒, 且拉伸强度和伸长率随着 Sc 的含量增加而增大。Dev^[5] 等研究了微量元素 Sc 对 Al-Zn-Mg 合金焊缝组织与性能的影响, 结果表明: 添加 Sc 可以细化焊缝区晶粒, 减少焊缝凝固时造成的裂纹, 提高焊缝强度。Senkov^[6] 等研究了添加 Sc 对 Al-Zn-Mg-Cu 合金时效动力学的影响。然而, 目前国内学者对含钪 Al-Zn-Mg 合金的研究主要集中在钪对

合金成分设计、组织与性能、热处理工艺及再结晶行为等方面的影响^[7,8],对其在高温条件下的热变形行为研究较少。

在金属热变形过程中,流变应力是制定其挤压、轧制等工艺的理论依据,与变形温度、应变速率、变形程度、合金化学成分和组织结构等因素有关^[9,10]。对合金开展高温流变行为的研究,对于材料热加工工艺的确定以及金属塑性变形理论的研究均具有重要意义。本工作采用等温热压缩实验,研究该类合金在高温变形时的流变应力变化规律,构建流变应力模型,为制定热变形工艺提供理论依据,同时还研究了合金在热压缩变形中微观组织演变机理。

1 材料制备与实验方法

实验原材料为工业纯铝、纯镁和纯锌以及 Al-Sc 和 Al-Zr 中间合金。采用铸锭冶金方法制备了 Al-5.4Zn-2.0Mg-0.35Cu-0.3Mn-0.25Sc-0.12Zr (质量分数/%)合金铸锭。铸锭于 470℃ 均匀化处理 24h,然后切取小块试样,加工成 $\phi 10\text{mm} \times 15\text{mm}$ 的圆柱形压缩试样。为了减小试样与压头之间的摩擦,压缩试样两端各加工出一厚度为 0.2mm 的凹槽,在压缩过程

中,将凹槽内均匀填充润滑剂(石墨+机油)。热压缩实验在 Gleeble-1500 热模拟试验机上进行。应变速率为 0.001,0.01,0.1,1.0s⁻¹ 和 10s⁻¹,变形温度为 340,380,420,460℃ 和 500℃。热压缩实验结束后立即对试样进行水淬处理,以保留合金热压缩结束时的变形组织。将试样沿压缩方向切开,采用 TECNAI G² 20 透射电镜对其微观组织进行观察,透射电镜样品经机械预减薄后双喷穿孔而成。电解液为硝酸+甲醇(体积比为 1:3),温度低于-25℃。

2 结果与讨论

2.1 合金热压缩变形的真应力-真应变曲线

含钪 Al-Zn-Mg 合金在高温压缩变形时的真应力-真应变曲线如图 1 所示,热压缩初期,合金流变应力均随应变的增加而迅速增大至峰值,出现明显峰值应力,此时为过渡变形阶段。当应变超过一定值后,真应力并不随应变量的继续增大而发生明显的变化,即呈现稳态流变特征。由图 1 中还可以看出,在同一应变速率下,随变形温度的降低,流变应力明显升高;在同一变形温度下,随应变速率减小,流变应力下降,说明合金在该实验条件下具有正的应变速率敏感性^[11,12]。

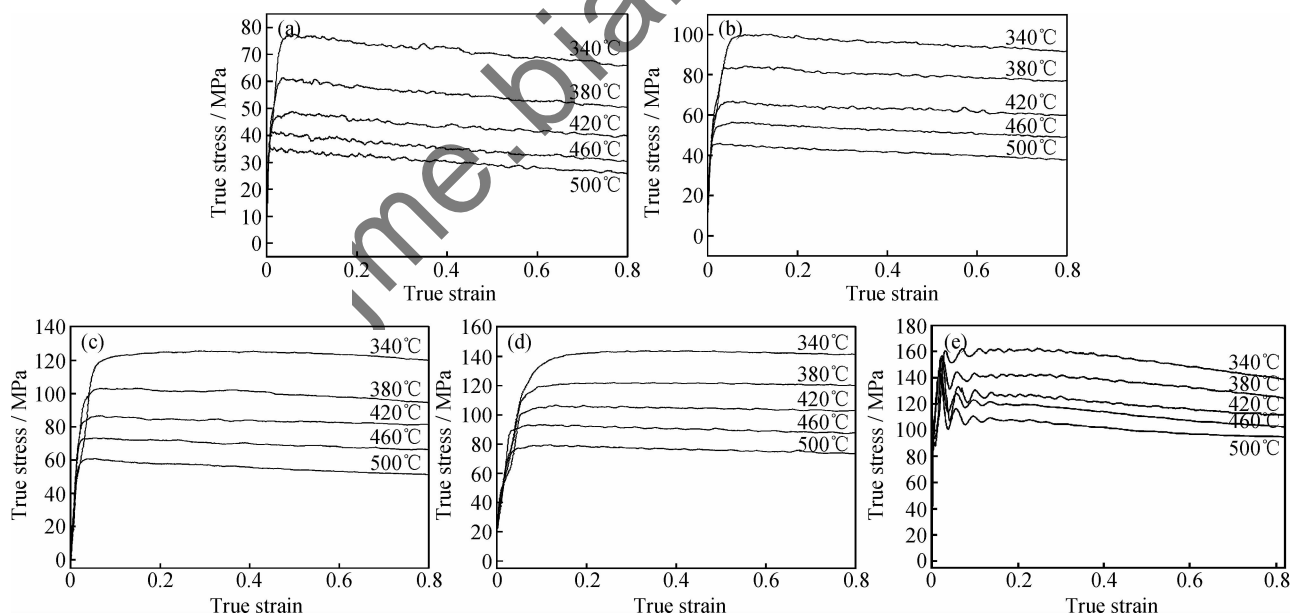


图 1 含钪 Al-Zn-Mg 合金热压缩变形真应力-真应变曲线

(a)0.001s⁻¹; (b)0.01s⁻¹; (c)0.1s⁻¹; (d)1.0s⁻¹; (e)10s⁻¹

Fig. 1 True stress-true strain curves of Al-Zn-Mg alloy containing Sc during hot compression deformation

(a)0.001s⁻¹; (b)0.01s⁻¹; (c)0.1s⁻¹; (d)1.0s⁻¹; (e)10s⁻¹

2.2 合金热压缩变形的透射电镜组织

图 2 给出了不同热变形条件下合金的 TEM 照片。在较低温度($T=380^\circ\text{C}$)和较高应变速率($\dot{\epsilon}=$

1s⁻¹)的热变形过程中,位错通过攀移和交滑移,使处于同一滑移面上的异号位错相互吸引而抵消,位错密度降低;同号位错相互排斥,并按照某种规律排

列成位错墙(见图 2(a)),位错由高能态的混乱排列转向低能态的规则排列,此时,合金中主要发生动态回复。随着变形温度的升高($T=420^{\circ}\text{C}$),原子的动能增大,原子间的结合力减弱,临界切应力降低,更多滑移系被开启,各滑移面上的位错在运动中发生交叉缠结的几率也相应增大,形成更多的亚晶界(见

图 2(b)),同时也储存了更多的变形能,为动态再结晶提供了有利条件。当热变形温度为 500°C 时,随着热变形的进行,大角度晶界发生迁移,晶界变得清晰、平直,逐渐形成完整的再结晶晶粒(见图 2(c)),合金的主要软化机制由动态回复转变为动态再结晶^[13]。

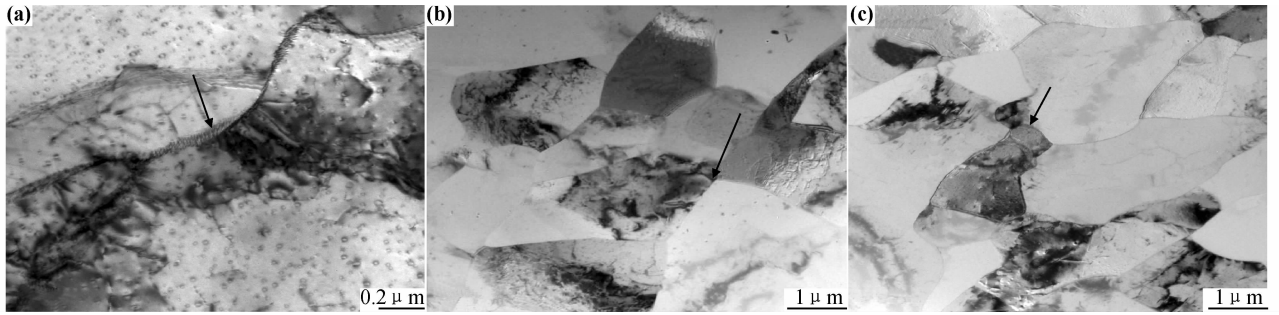


图 2 试样在不同变形条件下的透射电镜组织

(a) $T=380^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1\text{s}^{-1}$; (b) $T=420^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.1\text{s}^{-1}$; (c) $T=500^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1\text{s}^{-1}$

Fig. 2 TEM images of specimens compressed under different conditions

(a) $T=380^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1\text{s}^{-1}$; (b) $T=420^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.1\text{s}^{-1}$; (c) $T=500^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1\text{s}^{-1}$

2.3 合金热压缩变形的流变本构方程

金属和合金在热变形过程中,流变应力 σ 是应变速率和变形温度 T 的函数。对不同热加工数据的研究表明, σ , $\dot{\epsilon}$ 和 T 之间在不同的应力水平下满足不同的关系。在低应力和高应力水平下,流变应力与应变速率的关系可分别用指数关系和幂指数关系描述,即

低应力水平($\alpha\sigma < 0.8$)时:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

高应力水平($\alpha\sigma > 1.2$)时:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

式中: A_1, A_2, n, β 均为与温度无关的常数; R 为气体常数; T 为变形温度; Q 为热变形激活能,它反映材料热变形的难易程度,是材料热变形过程中重要的力学性能参数。

综合考虑方程(1)和(2),Sellars 和 Tegart 提出了采用包含变形激活能 Q 和温度 T 的双曲正弦形式修正的 Arrhenius 关系来描述这种热激活稳态变形行为,即

所有应力水平

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

式中: A 和 α 均为材料常数, α, β 和应力指数 n 之间满足 $\alpha = \beta/n$ 。式(3)可以在整个应力范围内较好地描述常规热加工过程的流变应力变化规律。

Zener 和 Hollomon 于 1944 年提出并验证了应变速率和变形温度对流变应力的影响可用 Zener-Hol-

lomon 参数 Z 表示,其定义式为:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

其物理意义是温度补偿的变形速率因子。由式(4)得

$$\sinh(\alpha\sigma) = (Z/A)^{1/n} \quad (5)$$

根据双曲正弦函数的反函数公式

$$\sinh^{-1}(\alpha\sigma) = \ln[\alpha\sigma + (\alpha\sigma^2 + 1)^{1/2}] \quad (6)$$

可将峰值应力 σ 表述成 Z 参数的函数,即

$$\sigma = (1/\alpha) \ln\{(Z/A)^{1/n} + [(Z/A)^{2/n} + 1]^{1/2}\} \quad (7)$$

由式(7)可知,如果能够计算出 A, Q, n 和 α 等材料参数,便可求得任意变形条件下的应力值。

假定在一定温度下,变形激活能 Q 为常数,对式(1)和(2)两边取对数有:

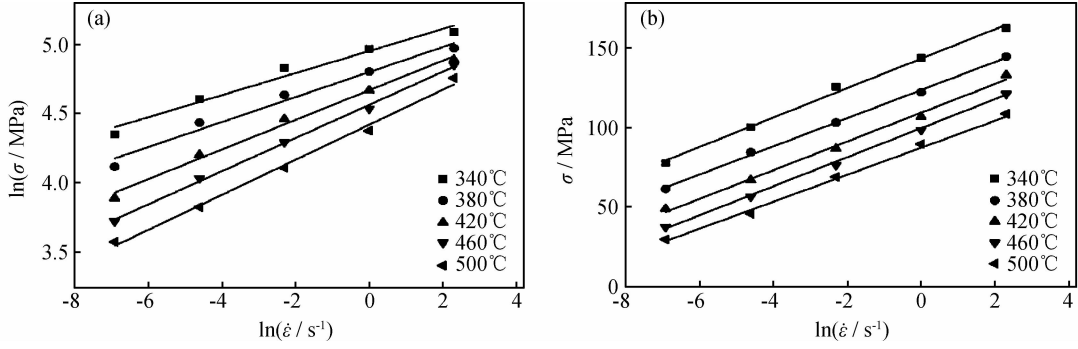
$$\ln \dot{\epsilon} = B_1 + n_1 \ln \sigma \quad (B_1 = (\ln A_1) - Q/RT) \quad (8)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = B_2 + \beta \sigma \quad (B_2 = (\ln A_2) - Q/RT) \quad (9)$$

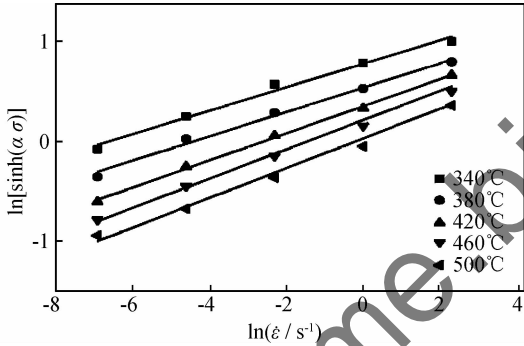
取不同变形条件下的峰值应力为流变应力 σ , 分别以 $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 、 σ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 为坐标作图,用数学软件 Origin 作线性回归,如图 3 所示。由式(8)和式(9)可知, n 为 $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 关系的斜率,即图 3(a)中 5 条拟合直线的斜率平均值,得到 $n=7.504$ 。 β 为 σ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 关系的斜率,即图 3(b)中 5 条拟合直线的斜率平均值,得到 $\beta=0.086\text{MPa}^{-1}$ 。则 α 值可由 $\alpha=\beta/n$ 求出。

对式(3)两边取自然对数,整理可得

$$\ln \dot{\epsilon} = B + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (B = \ln A - Q/RT) \quad (10)$$

图3 峰值应力与应变速率的关系 (a) $\ln\sigma$ 和 $\ln\dot{\epsilon}$ 的关系图; (b) σ 和 $\ln\dot{\epsilon}$ 的关系图Fig. 3 Relationships between σ and $\dot{\epsilon}$ (a) $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\epsilon}$; (b) σ - $\ln\dot{\epsilon}$

α 取本实验所得 0.0114MPa^{-1} , 以 $\ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 为坐标作图, 并进行线性回归, 如图 4 所示。从拟合结果看出, $\ln\dot{\epsilon}$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 之间的线性关系明显。这说明该合金流变应力与应变速率之间的关系可以用双曲正弦函数修正的 Arrhenius 关系很好地加以描述, 这为通过调整应变速率来控制热加工的应力水平参数提供了理论依据^[14,15]。

图4 不同变形温度下 $\ln\dot{\epsilon}$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系图Fig. 4 Relationship between $\ln\dot{\epsilon}$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

对式(4)两边取自然对数, 并假定在恒应变速率条件下变形时, 一定温度范围内 Q 保持不变, 可得

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = A_3 + B_3 T^{-1}$$

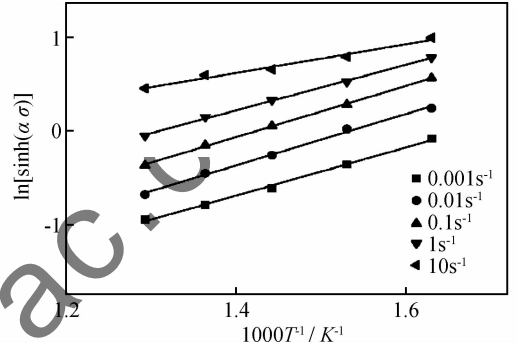
$$(A_3 = \frac{1}{n}(\ln\dot{\epsilon} - \ln A), B_3 = \frac{Q}{nR}) \quad (11)$$

以 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $1000/T$ 为坐标作图, 进行线性回归, 如图 5 所示。可见, 在相同应变速率下, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $1000/T$ 呈线性关系。

考虑温度对变形激活能的影响, 对式(4)求偏微分可得:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln\dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_\epsilon = RnS \quad (12)$$

其中 n 为一定温度下 $\ln\dot{\epsilon}$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线

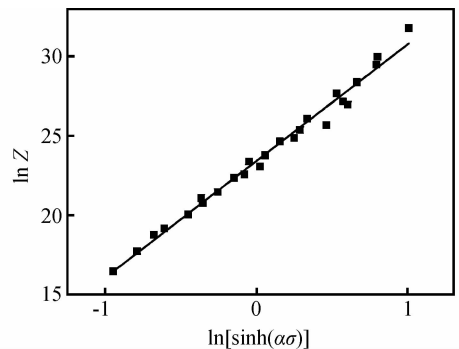
图5 不同应变速率下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与变形温度的关系Fig. 5 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and T^{-1}

的斜率, S 为应变速率一定的条件下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ -($1/T$) 关系曲线的斜率, 其值可通过图 4, 5 中各直线的斜率而求得。将 n 和 S 的值代入式(12)即可求出变形激活能 $Q=150.25\text{kJ/mol}$ 。

对式(4)两边取对数还可得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (13)$$

将 Q 值和变形条件代入式(4)求出 Z 值, 绘制 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系图并进行线性拟合, 结果如图 6 所示。其线性关系表明合金高温变形流变行为可以用 Z 参数描述, 即该合金的高温塑性变形受热激活控制。由式(13)可知, 图5中直线的截距为 $\ln A$ 。由拟合

图6 Z 参数与流变应力的关系Fig. 6 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $\ln Z$

结果可计算出材料常数 $A = 1.49 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ 。

将 A, Q, n 和 α 等材料常数代入式(3), 得到合金用双曲正弦函数修正的 Arrhenius 关系表示的流变应力方程为

$$\dot{\epsilon} = 1.49 \times 10^{10} [\sinh(0.0114\sigma)]^{7.504} \exp(-150250/RT) \quad (14)$$

将以上所求材料常数代入式(7), 即可得到合金用 Z 参数表达的流变应力方程

$$\sigma = 87.72 \ln \left\{ \left(\frac{Z}{1.49 \times 10^{10}} \right)^{1/7.504} + \left[\left(\frac{Z}{1.49 \times 10^{10}} \right)^{2/7.504} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (15)$$

其中, $Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{150.25}{RT}\right)$ 。

2.4 讨论

上述分析表明, 合金在高温热压缩变形时的流变行为主要受应变、应变速率和变形温度的影响, 且同时存在加工硬化和动态软化两个过程。在热加工变形初期, 随着应变的增加, 合金中的位错密度急剧增大, 由于合金中晶界、杂质、位错缠结或第二相粒子的作用, 极大地阻碍了位错的运动, 造成位错塞积现象, 从而导致加工硬化产生。具体表现在真应力-真应变曲线: 随着应变的增加, 流变应力呈直线迅速提高。随着变形量的进一步加大, 位错塞积数目和合金中的空位浓度也随之增大, 同时位错塞积导致的应力集中也为位错的开始运动提供了足够的能量, 此时, 动态软化程度逐渐提高, 加工硬化现象减弱, 流变应力随变形量大的加大而开始出现不同程度的减小。最后, 由于位错的交滑移、攀移以及位错的脱钉等引起的软化与应变硬化达到动态平衡时, 真应力-真应变曲线接近于一水平线, 变形进入稳态流变阶段^[16-18]。

当合金在较高温度压缩变形时, 合金热激活作用较强, 原子动能增加, 原子振动的振幅增大, 原子间的结合力减弱, 临界切应力降低, 提高了位错与空位的活跃性, 位错攀移几率增加, 使得流变应力变小。在较低的应变速率变形时, 螺型位错的交滑移和韧性位错的攀移有足够时间进行, 它们之间的相互抵消和重排进行得更充分, 位错密度减小, 亚晶界能够很好地形成。随着温度升高或应变速率的减小, 取向差较小的亚晶发生合并, 亚晶尺寸增大, 开始形成完整的再结晶晶粒, 使得热变形中的加工硬化得到消除或部分消除。在真应力-真应变曲线上的具体表现是随着应变速率的降低, 流变应力减小^[19,20]。

3 结论

(1) 该合金高温压缩时属于正应变速率敏感材料,

在应变速率一定的条件下, 合金的流变应力随变形温度的降低而增大; 在变形温度一定的条件下, 合金的流变应力随应变速率的降低而减小。

(2) 当热变形温度为 500°C , 应变速率为 1 s^{-1} 时, 随着热变形的进行, 大角度晶界发生迁移, 晶界变得清晰、平直, 有完整的再结晶晶粒产生。动态再结晶的发生, 使得热变形中的加工硬化得到消除或部分消除。

(3) 该合金的热变形激活能为 150.25 kJ/mol , 热压缩变形时的流变应力可用 Zener-Hollomon 参数来描述:

$$\sigma = 87.72 \ln \left\{ \left(\frac{Z}{1.49 \times 10^{10}} \right)^{1/7.504} + \left[\left(\frac{Z}{1.49 \times 10^{10}} \right)^{2/7.504} + 1 \right]^{1/2} \right\}$$

参考文献

- [1] WU L M, WANG W H, HSU Y F et al. Effects of homogenization treatment on recrystallization behavior and dispersoid distribution in an Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 456(1-2): 163-169.
- [2] LI B, PAN Q L, ZHANG Z Y, et al. Characterization of flow behavior and microstructural evolution of Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy using processing maps[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 556: 844-848.
- [3] 曾渝, 尹志民, 潘青林, 等. 超高强铝合金的研究现状及发展趋势[J]. 中南工业大学学报: 自然科学版, 2002, 33(6): 592-596. ZENG Yu, YIN Zhi-min, PAN Qing-lin, et al. Present research and developing trends of ultra high strength aluminum alloys[J]. Journal of Central South University of Technology: Nature Science, 2002, 33(6): 592-596.
- [4] KIM J H, KIM J H, YEOM J K, et al. Effect of scandium content on the hot extrusion of Al-Zn-Mg-(Sc) alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 187-188(12): 635-639.
- [5] DEV S, ARCHIBALD STUART A, RAI DEV KUMAAR R C, et al. Effect of scandium additions on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloy welds[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 467(1-2): 132-138.
- [6] SENKOV O N, SENKOVA S V, SHAGIEV M R. Effect of Sc on aging kinetics in a direct chill cast Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39(5): 1034-1053.
- [7] WU Y L, FROES F H, ALVAREZ A, et al. Microstructure and properties of a new super-high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloy C912[J]. Materials and Design, 1997, 18(4-6): 211-215.
- [8] 何运斌, 潘青林, 刘元斐, 等. Sc 和 Zr 复合微合金化对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织与性能的影响[J]. 轻合金加工技术, 2005, 33(9): 41-43. HE Yun-bin, PAN Qing-lin, LIU Yuan-fei, et al. Effects of minor scandium and zirconium on microstructure and tensile properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2005, 33(9): 41-43.
- [9] 李红恩, 沙爱学. TC18 钛合金热压参数对流动应力与显微组织的影响[J]. 材料工程, 2010, (1): 85-88.

- LI Hong-en, SHA Ai-xue. Effects of hot process parameters on flow stress and microstructures of TC18 titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2010, (1): 85—88.
- [10] NAKAI M, ETO T. New aspects of development of high strength aluminum alloys for aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 285(1—2): 62—68.
- [11] 廖舒伦, 张立文, 岳重祥, 等. GCr15 热变形行为与流变应力模型的研究[J]. 材料工程, 2008, (4): 8—10, 14.
- LIAO Shu-lun, ZHANG Li-wen, YUE Chong-xiang, et al. Research on thermal deformation behavior and model of flow stress of GCr15 steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2008, (4): 8—10, 14.
- [12] IWAMURA S, MIURA Y. Loss in coherency and coarsening behavior of Al_3Sc precipitates[J]. Acta Materialia, 2004, 52(7): 591—600.
- [13] 李雄, 张鸿冰, 阮雪榆, 等. 40Cr 钢流变应力的分析及模拟[J]. 材料工程, 2004, (11): 41—44, 49.
- LI Xiong, ZHANG Hong-bing, RUAN Xue-yu, et al. Analysis and modeling of flow stress of 40Cr steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2004, (11): 41—44, 49.
- [14] 何振波, 李慧中, 梁霄鹏, 等. Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金的热变形行为及加工图[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(6): 1220—1228.
- HE Zhen-bo, LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, et al. Hot deformation behavior and processing map of Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 1220—1228.
- [15] 李俊鹏, 沈健, 闫晓东, 等. 温度对 7075 铝合金热变形显微组织演化的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(11): 1951—1957.
- LI Jun-peng, SHEN Jian, YAN Xiao-dong, et al. Effect of temperature on microstructure evolution of 7075 alloy during hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(11): 1951—1957.
- [16] 臧金鑫, 郑林斌, 张坤, 等. 新型超高强 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金热
- 压缩变形的流变应力行为[J]. 航空材料学报, 2011, 31(11): 35—39.
- ZANG Jin-xin, ZHENG Lin-bin, ZHANG Kun, et al. Flow stress behavior of a new high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy during hot compression deformation[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31(11): 35—39.
- [17] 赵美兰, 孙文儒, 杨树林, 等. GH761 变形高温合金的热变形行为[J]. 金属学报, 2009, 45(11): 79—83.
- ZHAO Mei-lan, SUN Wen-ru, YANG Shu-lin, et al. Hot deformation behavior GH761 wrought Ni base superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(11): 79—83.
- [18] 王春旭, 刘宪民, 田志凌, 等. 超高强度 23Co14Ni12Cr3MoE 钢的热变形行为研究[J]. 航空材料学报, 2011, 31(6): 19—23.
- WANG Chun-xu, LIU Xian-min, TIAN Zhi-ling, et al. Hot deformation behavior of 23Co14Ni12Cr3MoE ultra-high strength steel[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31(6): 19—23.
- [19] 吴文祥, 韩逸, 钟皓, 等. 2026 铝合金热压缩变形流变应力行为[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(8): 1403—1408.
- WU Wen-xiang, HAN Yi, ZHONG Hao, et al. Flow stress behavior of 2026 aluminum alloy under hot compression deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(8): 1403—1408.
- [20] 蹇海根, 姜锋, 郑秀媛, 等. 高强高韧 B93 铝合金的热变形行为[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2011, 42(8): 2291—2296.
- JIAN Hai-gen, JIANG Feng, ZHENG Xiu-yuan, et al. Hot deformation behavior of high strength and toughness B93 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2011, 42(8): 2291—2296.
- 基金项目: 国家重点基础研究计划(“973”计划)项目(2012CB619503)
- 收稿日期: 2012-04-20; 修订日期: 2013-05-08
- 作者简介: 李波(1982—), 男, 博士研究生, 从事高性能铝合金研究, 联系地址: 中南大学材料科学与工程学院(410083), E-mail: liboiec@sohu.com
- *****
- (上接第 5 页)
- [20] JAFARIAN M, MAHJANI M G, GOBAL F, et al. Electrodeposition of aluminum from molten AlCl_3 -NaCl-KCl mixture[J]. Journal of Applied Electrochemistry, 2006, 36: 1169—1173.
- [21] ZHAO Y G, VANDERNOOT T J. Review: electrodeposition of aluminum from nonaqueous organic electrolytic systems and room temperature molten salts[J]. Electrochimica Acta, 1997, 42(1): 3—13.
- [22] CAPUANO G A, DUCASSE R, DAVENPORT W G. Electrodeposition of aluminium-copper alloys from alkyl benzene electrolytes[J]. Journal of Applied Electrochemistry, 1979, 9(1): 7—13.
- [23] JIANG T, CHOLLIER M J, BRYM B. Electrodeposition of aluminum from ionic liquids: Part I. Electrodeposition and surface morphology of aluminum from aluminum chloride ($[\text{Emim}]\text{Cl}$) ionic liquids[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(1): 1—9.
- [24] JIANG T, CHOLLIER M J, BRYM B. Electrodeposition of aluminium from ionic liquids: Part II. Studies on the electrodeposition of aluminium from aluminium chloride (AlCl_3)-Trimethylphenylammonium Chloride (TMPAC) ionic liquids[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(1): 10—18.
- [25] PRADHAN D, MANTHA D, REDDY R G. The effect of electrodesurface modification and cathode overpotential on deposit characteristics in aluminum electrorefining using EMIC- AlCl_3 ionic liquid electrolyte[J]. Electrochimica Acta, 2009, 54(26): 6661—6667.
- 基金项目: 国家自然科学基金青年基金(51104028); 高等学校博士学科点专项科研基金(20110041120031)
- 收稿日期: 2012-04-16; 修订日期: 2013-03-27
- 作者简介: 李佳艳(1980—), 女, 博士, 讲师, 从事多晶硅冶金法提纯的研究工作, 联系地址: 大连理工大学材料科学与工程学院(116024), E-mail: lijiaayan@dlut.edu.cn
- 通讯作者: 谭毅(1960—), 男, 教授, 从事多晶硅冶金法提纯的研究工作, 联系地址: 大连理工大学材料科学与工程学院(116024), E-mail: tanyi@dlut.edu.cn